

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 02-243740

(43)Date of publication of application : 27.09.1990

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C21D 6/00

C22C 38/44

(21)Application number : 01-062699

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 15.03.1989

(72)Inventor : KONDO KUNIO
OKADA YASUTAKA

(54) MARTENSITIC STAINLESS STEEL MATERIAL FOR OIL WELL AND ITS MANUFACTURE

(57)Abstract:

PURPOSE: To easily obtain the steel material having sufficient corrosion resistance, good strength and excellent sulphide stress corrosion cracking properties even in an oil well environment with industrial stability by subjecting a stainless steel having limited compsn. to hot working and thereafter to rapid cooling or gradual cooling.

CONSTITUTION: A steel constituted of, by weight, $\leq 0.05\%$ C, $\leq 1.0\%$ Si, 0.5 to 3.0% Mn, $\leq 0.04\%$ P, $\leq 0.005\%$ S, 9.0 to 15% Cr, 0.1 to 7.0% Mo, 2 to 8% Ni, 0.001 to 0.1% Al and $\leq 0.1\%$ N, furthermore constituted of one or more kinds among $\leq 0.5\%$ Ti, $\leq 0.5\%$ Nb, $\leq 0.5\%$ V and $\leq 0.5\%$ Zr and the balance iron with inevitable impurities is prepd. (where Cr + Mo is regulated to $\geq 10.5\%$ and inequalities I and II are satisfied). The above steel is subjected to hot forming and thereafter to rapid cooling or gradual cooling. If required, the steel is furthermore successively heated to the Ac1 point or above, is thereafter subjected to rapid cooling or gradual cooling, is then reheated to the Ac1 point or below and is thereafter subjected to rapid cooling or gradual cooling.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

⑩ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A) 平2-243740

⑬ Int. Cl.³

C 22 C 38/00
C 21 D 6/00
C 22 C 38/44

識別記号

3 0 2 Z
1 0 2 J

庁内整理番号

7047-4K
7518-4K

⑭ 公開 平成2年(1990)9月27日

審査請求 未請求 請求項の数 6 (全10頁)

⑮ 発明の名称 油井用マルテンサイト系ステンレス鋼材とその製造方法

⑯ 特 願 平1-62699

⑰ 出 願 平1(1989)3月15日

⑱ 発 明 者 近 藤 邦 夫 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

⑲ 発 明 者 岡 田 康 孝 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

⑳ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

㉑ 代 理 人 弁理士 広瀬 章一 外1名

明 細 書

1. 発明の名称

油井用マルテンサイト系ステンレス鋼材とその製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で、

C: 0.05%以下、 Si: 1.0 %以下、

Mn: 0.5 ~ 3.0 %、 P: 0.04%以下、

S: 0.005 %以下、 Cr: 9.0 ~ 15%、

Mo: 0.1 ~ 7.0 %、 Ni: 2 ~ 8 %、

Al: 0.001 ~ 0.1 %、 N: 0.1%以下、

さらに

Ti: 0.5%以下、 Nb: 0.5 %以下、 V: 0.5%以下

および Zr: 0.5%以下のうちの1種または2

種以上、

ただし、Cr+Mo: 10.5%以上、

残部はFeおよび不可避免的不純物

より成り、かつ

$30Cr\% + 36Mo\% + 14Si\% - 28Ni\% \leq 455$

$21Cr\% + 25Mo\% + 17Si\% + 35Ni\% \leq 731$

である鋼組成を有する硫化物応力腐食割れ性に優れた油井用マルテンサイト系ステンレス鋼材。

(2) 重量%で、

さらにCa: 0.001 ~ 0.05%、Hg: 0.001 ~ 0.05

%、La: 0.001 ~ 0.05%およびCe: 0.001 ~ 0.05

%のうちの1種または2種以上を含む、

請求項1記載の油井用マルテンサイト系ステンレス鋼材。

(3) 請求項1または2記載のマルテンサイト系ステンレス鋼を用いて熱間成形後、急冷または徐冷することを特徴とする硫化物応力腐食割れ性に優れた油井用鋼材の製造方法。

(4) 請求項1または2記載のマルテンサイト系ステンレス鋼を用いて熱間成形後、急冷または徐冷してからAc₁点以下に加熱した後、急冷または徐冷することを特徴とする硫化物応力腐食割れ性に優れた油井用鋼材の製造方法。

(5) 請求項1または2記載のマルテンサイト系ステンレス鋼を用いて熱間成形後、急冷または徐冷してからAc₁点以上に加熱した後、急冷または徐

冷することを特徴とする硫化物応力腐食割れ性に優れた油井用鋼材の製造方法。

(6) 請求項1または2記載のマルテンサイト系ステンレス鋼を用いて熱間成形後、急冷または徐冷してから A_c 点以上の温度に加熱した後、急冷または徐冷し、次いで A_c 点以下の温度に再加熱して、以後急冷または徐冷することを特徴とする硫化物応力腐食割れ性に優れた油井用鋼材の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、油井あるいはガス井(以下、単に「油井」と総称する)に使用される油井用の鋼材とその製造方法に関し、特に炭酸ガス、硫化水素、塩素イオンなど腐食性不純物を含有していて極めて腐食環境の厳しい油井(ガス井)で使用されるのに適した耐食性と強度とを有する鋼材とその製造方法に関するものである。

(従来の技術)

近年、石油または天然ガスを採取するための井

戸の環境がますます過酷なものになっており、深さの増加に加えて炭酸ガス、硫化水素を含む油井が増え、それにつれて材料の強度が要求される一方、腐食などによる材料の脆化が大きな問題となっている。

従来、一般の油井用鋼材の一つである油井管は炭素鋼や低合金鋼を使用するのが通常であったが、使用する油井の環境が過酷になるにつれて、合金量を増加させた鋼が用いられるようになってきている。例えば、炭酸ガスを多く含有する油井では、Crの添加が耐食性を著しく向上させることが知られており、Crを9%添加した9Cr-1Mo鋼や、Crを13%添加したSUS420マルテンサイト系ステンレス鋼が多く用いられてきている。ところが、Crを添加したマルテンサイト鋼は耐硫化物応力腐食割れ性が芳しくなく、前述のような炭酸ガスだけでなく硫化水素をも同時に含むような環境下では応力腐食割れ感受性が極めて高く、その使用が制限されているのが実情である。

このような炭酸ガスと硫化水素とを同時に含む

3

油井環境では、現状では、さらに合金元素を高めた2相ステンレス鋼やオーステナイト系ステンレス鋼を用いざるを得ないが、合金元素の添加が多くなってくるのでコスト上昇が著しい。

特開昭60-174859号公報には、上述のSUS420鋼をベースに、Ni、Moの添加および0.02%以下へのC量の低下を図って、腐食性の高い油井環境下での耐硫化水素腐食性を確保させようという試みが開示されている。

この公報に開示された鋼種によれば、確かにCr、Moの添加で耐食性は向上するが、工業的に0.02%以下という低Cの鋼を製造するにはコストがかかる。一方、マルテンサイト系ステンレス鋼の強度はC量に強く依存しているため、C量のバラツキが強度バラツキになるので、強度レベルを一定に保つためには厳しいC量のコントロールが要求され、この点からもコスト上昇は免れない。

しかも、焼入れ・焼戻しを行ってAPI規格のL80およびC90の強度レベルを確保している。

(発明が解決しようとする課題)

4

ここに、本発明の一般的な目的は、それら従来技術の問題点を解決することであって、油井用鋼材に要求される高強度を備え、炭酸ガスと硫化水素の共存する環境下でも良好な耐食性を有する鋼で、かついたずらに合金元素を高めず、経済性をも満足させる鋼材とその製造方法を提供することである。

従来の9Cr-1Mo鋼やSUS420鋼では、炭酸ガスに対する耐食性が良好なものの、硫化水素に対する耐食性が不十分であった。特に、油井の中では採油初期には、腐食性不純物としては炭酸ガスのみであったものが、採油を継続するにつれてバクテリアによって硫化水素が発生する、いわゆるバクテリア腐食問題などが近年報告されるにつれて、硫化物応力腐食割れに抵抗性を具備した鋼材が求められている。現状ではコストが大幅に向上する2相ステンレス鋼や高合金を使用せざるを得ないが、これらの鋼は、例えば油井管としての満足な強度を有しておらず、冷間加工で強度を満足させるため、管端を溶込鍛造で予め増肉するアップセ

ット品が製造できないという弱点をも有している。このようなアップセット加工は油井管の場合、管相互の連結用のネジが管端に形成されて薄肉化するため、所定の強度確保のために必要な工程である。

したがって、本発明のより具体的目的は、いたずらに合金量を高めずに、硫化水素に対する耐応力腐食割れ性を充分に改善して、さらに油井管として適正な高強度を有し、アップセット品も製造可能な加工性を備えた鋼とそれを使用した鋼材、例えば油井管とその製造方法とを提供することである。

(課題を解決するための手段)

本発明者らは、かかる目的を達成すべく、まず炭酸ガス、硫化水素および塩化物イオンを含む環境下での耐応力腐食割れ性を中心とする耐食性に及ぼす合金元素の影響を調べるべく、各種の実験、検討を重ねた結果、次のような知見を得た。

①Niを適正量添加した鋼では上述した環境での耐食性が、(Cr+Mo) wt%量で整理でき、炭化物や窒

化物になっていない有効Cr、有効Mo量を増加するためにCおよびNの上限を定めればよいこと。

②さらに高強度を有する必要性から安定にマルテンサイト相鋼を得る成分系とすること。

③このような低Cマルテンサイト鋼は、焼入れ時の強度がC量で大幅に変化するため、工業的に安定した強度を有する製品の製造が難しいが、Ti、Nb、V、Zrを添加するとC量の変動しても強度が変動しないこと。

すなわち、本発明者らの知見によれば、Ti、Nb、V およびZrを添加することにより、いたずらに低Cにする必要がなく、C:0.05 %以下程度であっても十分な耐食性が確保されるとともに、多少C量がバラついても安定した強度を有する製品の製造が可能となる。さらには、Ti、Nb、V、Zr等の炭化物安定化元素の添加は焼入れまま材の強度を低下させるので、今までのマルテンサイト系ステンレス鋼の常識であった焼入れ、焼き戻し処理を経ずして焼入れままでも適切な強度と耐食性を有する両期的な鋼が得られるのである。

7

よって、ここに本発明の要旨とするところは、重量%で、

C: 0.05%以下、 Si: 1.0 %以下、

Mn: 0.5 ~3.0 %、 P: 0.04%以下、

S: 0.005 %以下、 Cr: 9.0 ~15%、

Mo: 0.1 ~1.0 %、 Ni: 2 ~8 %、

Al: 0.001 ~0.1 %、 N:0.1%以下、

さらに

Ti:0.5%以下、Nb: 0.5 %以下、V:0.5%以下およびZr:0.5%以下のうちの1種または2種以上、

ただし、Cr+Mo: 10.5%以上、

残部はFeおよび不可避免的不純物

より成り、かつ

$$30\text{Cr}00 + 36\text{Mo}00 + 14\text{Si}00 - 28\text{Ni}00 \leq 455 \quad 00$$

$$21\text{Cr}00 + 25\text{Mo}00 + 17\text{Si}00 + 35\text{Ni}00 \leq 731 \quad 00$$

である鋼組成を有する硫化物応力腐食割れ性に優れた油井用マルテンサイト系ステンレス鋼材である。

上記鋼組成にはさらに必要によりCa: 0.001 ~

8

0.05%、Mg:0.001~0.05%、La: 0.001 ~0.05% およびCe:0.001~0.05%のうちの1種または2種以上を含有していてもよい。

したがって、本発明によれば、従来マルテンサイト系ステンレス鋼の常識である焼入れ、焼戻し処理をせず圧延まま、あるいは焼入れままでも強度バラツキが小さく、高強度とすぐれた耐食性を有する鋼材が得られる。また、焼入れ時の強度バラツキが小さいので焼戻し後の強度コントロールも容易である。

このように、本発明によれば、熱間加工ままでも、焼入れままでも、あるいは焼入れ焼き戻し処理しても、さらには鍛造もしくは溶接ままでも使用に耐えるのであって、したがって本発明にかかる鋼材は、これまで知られることのなかったすぐれたマルテンサイト系ステンレス鋼材である。

なお、ここに「鋼材」は板材、棒材はもちろん、管材をも包含する。

(作用)

次に、本発明において上述のように鋼組成を限

定した理由を詳述する。なお、本明細書において「%」はとくに断りが無い限り、「重量%」である。

C: 含有量が0.05%を超えると、強度が上昇しすぎ、硫化物応力割れ感受性が高くなるので、上限を0.05%とした。なお、耐食性の面からはCは少なければ少ない程よく、望ましくは0.02%以下である。

Si: 通常の製鋼過程で脱酸剤として必要である。1.0%を超えると韧性が低下するので1.0%を上限とした。

Mo: 熱間加工性を改善するために0.5%以上の含有が必要である。3.0%を超える添加ではその効果が飽和してしまうと共に、韧性が低下する。Mo量が多いと残留オーステナイトが生成しやすいので望ましくは0.5~1.0%とするのが望ましい。

S: 熱間加工性からは少なければ少ない程良好である。脱硫コストとの兼ねあいで上限を0.005%とすれば通常の熱間加工が可能である。

1 1

2~8%の範囲でCr+Mo添加による耐食性改善が著しい。

酸: 脱酸剤として使用する。0.001%未満ではその効果がなく、0.1%を超えると介在物が多くなって耐食性が損なわれる。

N: 0.1%を超えると強度が上昇しすぎ硫化物応力耐食割れ感受性が高くなる。耐食性の面からもNは少ない方が良好で、望ましくは0.02%以下である。

Ti, Nb, V, Zr: これらの合金元素は高温の熱間加工時や溶体化時にCやNと化合物を作り、鋼中のフリーな(C,N)量をコントロールする作用を有し、実生座において、圧延まま、あるいは溶体化まま、あるいは焼戻し後の強度のコントロールがその配合量を調節することにより可能となる。それぞれ0.5%を超えるとその効果が飽和する。

これらの元素の少なくとも1種の配合によりC量のバラツキに影響されず安定したしかもその程度が高い強度が得られる。このようなすぐ

P: 0.04%を超えると硫化物応力割れ性が著しく低下する。

Cr: 耐食性皮膜を形成させるには9.0%以上必要である。15%を超えると耐食性の向上以上にコストが上昇するのと、Moとの相乗作用でフェライトが生成しやすくなり強度が得られなくなるので上限を15%以下とした。

Mo: 硫化水素に対する耐食性に効果を有する。0.1%未満ではその効果が少なく、7%を超えるとCrとの相乗作用でフェライトが生成しやすくなり、強度が得られなくなるので上限を7.0%以下とした。

Cr+Mo: この値が10.5%未満であると、耐応力腐食割れ性の確保が十分でない。好ましくは12%以上である。この値は大きければ大きいほど、耐応力腐食割れ性が改善される。

Ni: 必要な強度、耐食性を確保するのに添加するのであって、2%未満ではその効果が十分でなく、一方8%を超えると残留オーステナイトが多くなって強度が確保できなくなる。特にNi:

1 2

れた強度特性をもった鋼は焼入れまゝでもあるいは冷却まゝでも使用できるのであり、その意義は大きい。

Ca, Mg, La, Ce: これらの合金元素は所望により添加され熱間加工性の改善に使用する。それぞれ0.001%未満では効果がなく0.05%を超えると耐食性が低下する。

さらに、本発明にあつては、鋼組成は次の式を満足しなければならない。

$$30Cr(\%) + 36Mo(\%) + 14Si(\%) - 28Ni(\%) \leq 455 \quad \text{式(1)}$$

$$21Cr(\%) + 25Mo(\%) + 17Si(\%) + 35Ni(\%) \leq 731 \quad \text{式(2)}$$

すなわち、本発明の対象鋼種は油井用であるのですぐれた強度と耐食性を確保するうえでマルテンサイト単相鋼が望ましく、通常のオーステナイト化温度である900~1100℃でオーステナイト単相鋼となり、冷却すればマルテンサイト鋼に変態することが必要である。高温でδフェライトが生成せずにオーステナイト相となるには式(1)を満足する必要がある。

一方、室温にまで冷却してマルテンサイト単一

鋼になるには式(9)を満足する必要がある。

以上の組成を有する鋼は通常の熱間加工で例えば管体にまで成形した後、特に急冷を要せず冷却したままでも適正な強度と耐食性を兼ね備えているが、さらに熱処理を行うと、一層耐食性が向上する。なお、熱間加工後に急冷しても問題ない。

本発明にしたがって、製管を行ってから熱処理を行う場合は、次のいずれかの方法が望ましい。

- (I) 熱間加工後、急冷または徐冷したものを A_{c1} 点以下で焼戻す
- (II) 熱間加工後、急冷または徐冷したものを A_{c1} 点以上で加熱し、一部もしくはすべて再オーステナイト化した後急冷または徐冷して焼入れる。
- (III) さらに (II) の材料を A_{c1} 点以下で焼戻した後急冷または徐冷する。

(I) の場合は直接焼入れ-焼戻し過程となり、加熱温度は直接焼入れ時の残留応力を緩和する意味合いでその範囲の決定を行う。従って、好ましくは応力緩和の起こる 450°C 以上、 A_{c1} 点以下で行う。

15

同じような成分系でTi、Nb、V、Zrが添加されている本発明の範囲内であるF、G、H、I鋼とTi、Nb、V、Zrが添加されていないQ、R、S、Tについて第2表に示す熱処理を行い直径4mm、平行部34mmの引張り試験片を採取して引張り強度を測定した。 A_{c1} 点以上に加熱後空冷(徐冷)されたものを含めて水冷、油冷などにより焼入れ(急冷)したものを「Q」その後 A_{c1} 点以下に加熱して焼戻したものを「QT」と表わす。

結果を第2表にまとめて示すとともに、第1図に熱処理まゝおよびその後焼戻し処理したそれぞれの鋼についてC量と引張り強度との相関を整理してグラフで示す。

図示グラフから明らかなように、比較鋼では焼入れまま材(0)でも、焼戻し後(QT)でもどちらもC量が増加するとともに引張り強度が顕著に上昇する。しかし、本発明鋼では、C量のバラツキに影響されず強度が一定に保たれている。従って、鋼中のC量の微量コントロールが極めて難しい工業的プロセスでは、強度を安定させる効果として、

(II) の場合は、焼入れままの熱処理となる。

A_{c1} 点以上に加熱して、一部あるいは全部オーステナイト化した後冷却する。再オーステナイト化は均質化の意味合いもあるので A_{c1} 点以上の温度が望ましい。

(III) の場合は、(II) で焼入れした材料の応力緩和のための焼戻しを行うから再加熱は A_{c1} 点以下とする。

なお、本発明における製管は特に制限されないが、例示すればマンネスマン・マンドレルミル法のような工程を経て行う製管法がある。

次に実施例により本発明をさらに具体的に説明する。

なお、以下の実施例にあつては熱間圧延を行うだけであるが、当業者には製管工程を行った場合も同様の作用効果を示すものであることは理解されよう。

実施例

第1表に示す組成を有するA~U鋼をそれぞれ溶製し、熱間圧延で12mm厚の板とした。このうち、

16

本発明によるTi、Nb、V、Zr添加は極めて有用であることが分かる。

なお、本発明鋼にあつては冷却時いずれもマルテンサイト単一相であつた。

さらに、本発明にかかるA~I鋼、従来例のJ、K鋼、比較例のL~PおよびU鋼について第3表に示す熱処理を行った後、強度、腐食速度、硫化物応力腐食割れ性について試験した。

引張り試験は、直径4mm、平行部34mmの引張り試験片を採取して行った。

腐食試験は、いずれも2mm厚×10mm幅×80mm長のUベンチ曲げ試験片をそれぞれ2個作成し、第2図に示すように、試験片1を曲げ治具2によって曲率半径Rが7.5mmとなるように曲げ応力を付した状態で行った。試験環境は5%NaCl+0.01気圧 H_2S +30気圧 CO_2 とし、336時間の浸漬試験後、試料を取り出し、腐食減量を測定するとともに肉眼による外観観察および試験片断面の光学顕微鏡観察によって割れの有無を調査した。なお、試験温度は25℃とした。

これら両試験の結果を第3表にまとめて示す。

従来例25、26は従来の13Cr鋼と9Cr-1Mo鋼の結果であるが、この環境では腐食速度が大きく割れも見られ、好ましくない。

比較例27~30はそれぞれ、C、N量が本発明鋼種に比べ多くなっており、強度が著しく高く、腐食速度が良好なものの応力割れを起こしている。比較例31は、(Cr + Mo) 量が10.5%に満たず、耐食性が劣っている。比較例32、33はそれぞれ敗式の計算値を満たしていないもので強度が油井管として適切でない。

比較例34は特開昭60-174859号に開示する鋼に相当し、これはTi、Nb等が添加されていないので、焼入れままの強度が高すぎ、硫化物応力割れをおこしている。

しかしながら、本発明例1~24に示すように、本発明鋼種は種々の熱処理条件で処理しても、あるいは熱間圧延まゝでも油井管としての必要な引張り強度と、耐食性を兼ねそなえており、上述のような苛酷な環境で使用される油井管として好適

に使用し得ることが分かる。これらの鋼はいずれも、マルテンサイト単一相であった。

(以下余白)

第 1 表

鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	N	そ の 他	F (注)	M (注)	C (注)	Ac ₁	Ac ₃
A	0.019	0.44	0.60	0.02	0.001	9.3	5.2	6.2	0.040	0.010	Ti=0.2, Co=0.0043	362.8	539.8	15.5	725	962
B	0.013	0.35	0.54	0.03	0.001	10.9	7.1	5.5	0.030	0.010	Nb=0.1, Co=0.0020, Mg=0.0015	331.1	620.9	16.4	630	942
C	0.042	0.36	2.35	0.01	0.002	11.5	2.1	3.5	0.005	0.060	Ti=0.4, V=0.1	417.2	408.6	15.0	723	963
D	0.010	0.31	0.53	0.02	0.001	11.8	3.8	2.2	0.007	0.005	Ti=0.05, Nb=0.07	331.1	441.1	14.0	715	869
E	0.032	0.35	0.66	0.02	0.002	13.2	3.5	3.2	0.008	0.002	Nb=0.2, Zr=0.05	418.1	485.7	16.4	712	937
F	0.015	0.41	0.61	0.01	0.002	14.1	5.8	2.3	0.010	0.001	Nb=0.1	349.1	563.6	16.4	685	849
G	0.005	0.11	0.60	0.02	0.003	14.5	4.2	3.2	0.050	0.002	Zr=0.2, Co=0.0020	434.1	533.4	17.7	680	946
H	0.042	0.45	0.58	0.02	0.001	14.8	7.5	5.5	0.060	0.030	Ti=0.4, La=0.0012, Co=0.0015	438.3	718.5	20.3	654	954
I	0.003	0.23	0.57	0.02	0.001	14.9	4.9	0.8	0.008	0.007	Nb=0.1	341.8	508.3	15.7	633	794
J	0.210	0.36	0.63	0.02	0.001	12.9	0.02	0.01	0.003	0.012		391.8	278.0	12.9	820	927
K	0.120	0.42	0.55	0.02	0.001	9.2	0.01	0.01	0.005	0.008		282.0	200.9	9.2	780	910
L	0.082	0.45	0.61	0.02	0.001	12.5	3.5	0.8	0.008	0.082	Ti=0.20	312.1	412.7	13.3	686	799
M	0.043	0.31	0.60	0.02	0.001	13.5	2.8	0.9	0.006	0.125	V=0.10	363.3	409.3	14.4	701	845
N	0.009	0.47	0.57	0.02	0.001	8.1	2.3	0.5	0.005	0.010	Nb=0.15, Co=0.0022	203.2	271.1	8.6	686	745
O	0.022	0.36	0.65	0.03	0.002	14.8	0.5	2.5	0.004	0.008	Ti=0.23	525.0	386.9	17.3	—	—
P	0.013	0.39	1.21	0.02	0.001	14.7	7.9	6.2	0.012	0.009	Nb=0.30	448.5	746.8	20.9	—	—
Q	0.015	0.39	0.70	0.01	0.002	13.9	5.9	2.1	0.004	0.001		332.9	557.5	16.0	642	809
R	0.004	0.12	0.70	0.02	0.003	14.5	4.1	3.1	0.030	0.002	Co=0.0032	433.5	527.5	17.6	661	923
S	0.043	0.41	0.67	0.02	0.001	14.9	7.5	5.5	0.061	0.030	La=0.0021, Co=0.0010	440.7	719.9	20.4	623	956
T	0.002	0.21	0.61	0.02	0.001	14.8	5.1	0.9	0.008	0.007		336.5	515.4	15.7	632	792
U	0.019	0.44	0.68	0.02	0.002	12.5	3.8	0.8	0.005	0.008		303.6	423.0	13.3	639	820

(注) P=30C+35Mn+14Si+10P+28Ni+M-2(Cr+Mo) 17S+10Al+35Ni+9C=Cr+Mo

第 2 表

鋼種	熱 処 理 条 件	引 張 り 強 度 (kgf/mm^2)	備 考
本 発 明 鋼	F 1000℃×15分 OQ	90.2	Q
	F 1000℃×15分 OQ + 550℃×30分 AC	86.9	QT
	G 1000℃×15分 AC	89.3	Q
	G 1000℃×15分 AC + 550℃×30分 AC	86.2	QT
	H 1000℃×15分 OQ	90.1	Q
	H 1000℃×15分 HQ + 550℃×30分 AC	86.2	QT
	I 1000℃×15分 HQ	88.3	Q
	I 1000℃×15分 OQ + 550℃×30分 AC	86.0	QT
比 較 例	Q 1000℃×15分 OQ	95.2	Q
	Q 1000℃×15分 OQ + 550℃×30分 AC	89.6	QT
	R 1000℃×15分 AC	89.0	Q
	R 1000℃×15分 AC + 550℃×30分 AC	86.5	QT
	S 1000℃×15分 OQ	112.0	Q
	S 1000℃×15分 OQ + 550℃×30分 AC	97.3	QT
	T 1000℃×15分 HQ	88.8	Q
	T 1000℃×15分 HQ + 550℃×30分 AC	86.3	QT

(注) OQ ... 油冷、AC ... 空冷、HQ ... 水冷

(第3表フープ用)

No.	種 類	熱 処 理 条 件	引張り強度 (kg/mm ²)	炭素濃度 (g/mm ³)	炭 化 物 分布割合
25	J	1000℃×15分 02 → 730℃×30分 AC	80.2	1.05	××
26	K	1000℃×15分 09 → 630℃×30分 AC	82.5	1.28	××
27	L	1000℃×15分 00	132.5	0.136	××
28	L	1000℃×15分 00 → 530℃×30分 AC	110.7	0.136	××
29	M	1000℃×15分 AC	143.2	0.107	××
30	M	1000℃×15分 AC → 550℃×30分 AC	125.6	0.119	××
31	N	1000℃×15分 AC → 530℃×30分 AC	83.2	1.32	××
32	O	1000℃×15分 AC → 500℃×30分 AC	55.3	0.021	○○
33	P	1000℃×15分 AC → 500℃×30分 AC	53.2	0.009	○○
34	U	100℃×15分 AC	98.7	0.087	××

(注) AC... 空冷、00... 油冷、09... 油冷、00... 水冷

第 3 表

No.	種 類	熱 処 理 条 件	引張り強度 (kg/mm ²)	炭素濃度 (g/mm ³)	炭 化 物 分布割合
1	A	550℃×15分 AC → 550℃×30分 AC	88.3	0.004	○○
2	B	熱間圧延後 (仕上がり 980℃) AC	87.5	0.002	○○
3	B	600℃×15分 00	84.2	0.003	○○
4	B	800℃×15分 00	85.3	0.003	○○
5	B	1000℃×15分 00	87.4	0.003	○○
6	B	800℃×15分 00 → 550℃×30分 AC	84.5	0.003	○○
7	B	1000℃×15分 00 → 550℃×30分 AC	85.4	0.003	○○
8	C	550℃×15分 AC → 570℃×30分 AC	86.8	0.023	○○
9	D	熱間圧延後 (仕上がり 1030℃) AC	89.0	0.005	○○
10	D	500℃×15分 AC	85.8	0.029	○○
11	D	840℃×15分 AC	85.7	0.039	○○
12	D	900℃×15分 AC	87.9	0.088	○○
13	D	840℃×15分 AC → 570℃×30分 AC	85.0	0.033	○○
14	D	900℃×15分 AC → 570℃×30分 AC	85.8	0.031	○○
15	B	1000℃×15分 00 → 550℃×30分 AC	85.0	0.019	○○
16	F	1000℃×15分 00 → 550℃×30分 AC	86.9	0.042	○○
17	G	熱間圧延後 (仕上がり 1050℃) 00	86.8	0.021	○○
18	G	500℃×15分 AC	86.6	0.033	○○
19	G	900℃×15分 AC	87.5	0.028	○○
20	G	1000℃×15分 AC	89.3	0.025	○○
21	G	900℃×15分 AC → 550℃×30分 AC	85.3	0.034	○○
22	G	1000℃×15分 AC → 550℃×30分 AC	86.2	0.034	○○
23	H	1000℃×15分 00 → 550℃×30分 AC	86.2	0.001	○○
24	I	1000℃×15分 AC → 550℃×30分 AC	86.0	0.032	○○

(発明の効果)

以上実施例からも明らかなとおり、本発明は、塩化物イオンと炭酸ガスと微量の硫化水素ガスが存在する苛酷な環境中でも満足する耐食性を備え、かつ油井管として適当な強度も有し、さらに工業的には強度バラツキの小さい均質な鋼材が容易に得られるという、まことに有益な鋼を提供するものであり、その実用上の利益は大きい。

4. 図面の簡単な説明

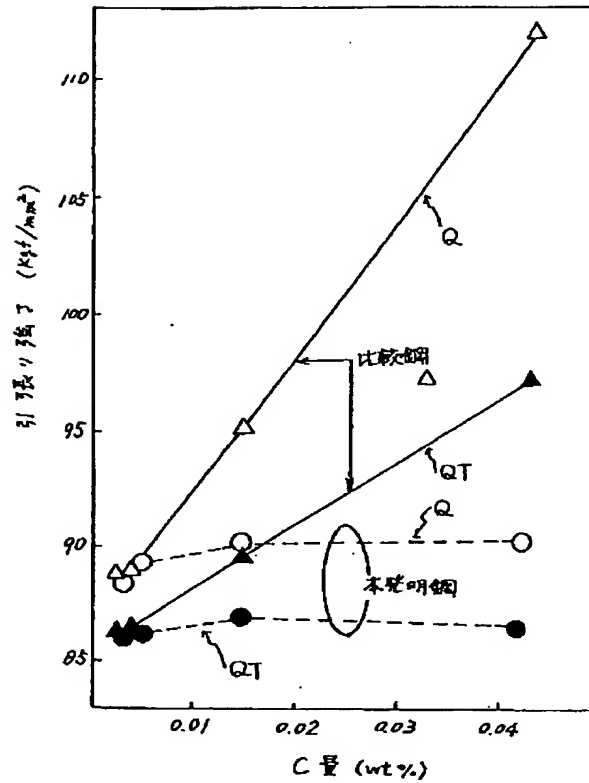
第1図は、熱処理後の引張り強さを、鋼中のC量で整理した図；および

第2図は、実施例で用いたUバンド曲げ試験片の応力付与状態を示す図である。

出願人 住友金属工業株式会社

代理人 弁理士 広 瀬 章 一 (外1名)

第1図



24

第2図

